

Document made available under the Patent Cooperation Treaty (PCT)

International application number: PCT/JP05/007109

International filing date: 06 April 2005 (06.04.2005)

Document type: Certified copy of priority document

Document details: Country/Office: JP
Number: 2004-113278
Filing date: 07 April 2004 (07.04.2004)

Date of receipt at the International Bureau: 09 June 2005 (09.06.2005)

Remark: Priority document submitted or transmitted to the International Bureau in compliance with Rule 17.1(a) or (b)



World Intellectual Property Organization (WIPO) - Geneva, Switzerland
Organisation Mondiale de la Propriété Intellectuelle (OMPI) - Genève, Suisse

19.5.2005

日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日 2 0 0 4 年 4 月 7 日
Date of Application:

出 願 番 号 特 願 2 0 0 4 - 1 1 3 2 7 8
Application Number:

パリ条約による外国への出願
に用いる優先権の主張の基礎
となる出願の国コードと出願
番号

The country code and number
of your priority application,
to be used for filing abroad
under the Paris Convention, is

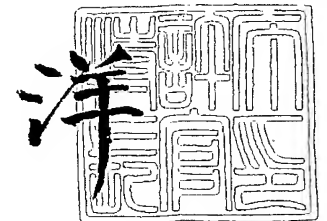
J P 2 0 0 4 - 1 1 3 2 7 8

出 願 人 新日本製鐵株式会社
Applicant(s):

2 0 0 5 年 5 月 9 日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

小 川



【書類名】 特許願
【整理番号】 P04NS0089T
【提出日】 平成16年 4月 7日
【あて先】 特許庁長官 殿
【国際特許分類】 C22C 38/00 301
【発明者】
 【住所又は居所】 富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内
 【氏名】 伊藤 実
【発明者】
 【住所又は居所】 富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内
 【氏名】 児島 明彦
【発明者】
 【住所又は居所】 大分市大字西ノ洲 1 番地 新日本製鐵株式会社 大分製鐵所内
 【氏名】 皆川 昌紀
【発明者】
 【住所又は居所】 富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内
 【氏名】 長谷川 俊永
【発明者】
 【住所又は居所】 大分市大字西ノ洲 1 番地 新日本製鐵株式会社 大分製鐵所内
 【氏名】 大谷 潤
【特許出願人】
 【識別番号】 000006655
 【氏名又は名称】 新日本製鐵株式会社
【代理人】
 【識別番号】 100062421
 【弁理士】
 【氏名又は名称】 田村 弘明
 【電話番号】 5687-1051
【選任した代理人】
 【識別番号】 100068423
 【弁理士】
 【氏名又は名称】 矢葺 知之
 【電話番号】 5687-6054
【選任した代理人】
 【識別番号】 100080171
 【弁理士】
 【氏名又は名称】 津波古 繁夫
 【電話番号】 5687-6054
【手数料の表示】
 【予納台帳番号】 008659
 【納付金額】 16,000円
【提出物件の目録】
 【物件名】 特許請求の範囲 1
 【物件名】 明細書 1
 【物件名】 図面 1
 【物件名】 要約書 1

【書類名】特許請求の範囲

【請求項 1】

質量%で、

C : 0.03~0.14%、
Si : 0.01~0.30%、
Mn : 0.8~2.0%、
P : 0.02%以下、
S : 0.005%以下、
Ni : 0.8~4.0%、
Nb : 0.003~0.010%、
Al : 0.001~0.040%

を含有し、NiとMnが下式[1]を満たし、残部が鉄および不可避不純物であることを特徴とする、大入熱溶接による溶接熱影響部の低温靱性に優れた厚手高強度鋼板。

$$\text{Ni} / \text{Mn} \geq 10 \times \text{Ce}_{\text{eq}} - 3 \quad (0.36 < \text{Ce}_{\text{eq}} < 0.42) \dots\dots [1]$$

$$\text{但し、Ce}_{\text{eq}} = \text{C} + \text{Mn} / 6 + (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}) / 5 + (\text{Ni} + \text{Cu}) / 15$$

【請求項 2】

さらに質量%で、

Ca : 0.0005~0.0050%、
Mg : 0.0005~0.0050%、
REM : 0.005~0.030%

のうち1種または2種以上を含有し、かつ、

Ti : 0.005~0.030%、
O : 0.0010~0.0050%

を含有し、円相当径が0.005~0.5 μm の複合酸化物を、100~3000個/ m^2 含有することを特徴とする、請求項1に記載の大入熱溶接による溶接熱影響部の低温靱性に優れた厚手高強度鋼板。

【請求項 3】

さらに質量%で、

N : 0.0010~0.0100%、
B : 0.0005~0.0050%

を含有することを特徴とする、請求項1または2に記載の大入熱溶接による溶接熱影響部の低温靱性に優れた厚手高強度鋼板。

【請求項 4】

さらに質量%で、

Cu : 0.1~0.4%、
Cr : 0.1~0.5%、
Mo : 0.03~0.2%、
V : 0.005~0.050%

を1種または2種以上含有することを特徴とする、請求項1~3のいずれか1項に記載の大入熱溶接による溶接熱影響部の低温靱性に優れた厚手高強度鋼板。

【書類名】明細書

【発明の名称】大入熱溶接による溶接熱影響部の低温靱性に優れた厚手高強度鋼板

【技術分野】

【0001】

本発明は、船舶、海洋構造物、中高層ビル、橋梁などに使用される溶接熱影響部（Heat Affected Zone、以後HAZと称す）の低温靱性に優れた厚手高強度鋼板に関するもので、特に、板厚50mm以上、母材引張強度490～570MPa級の鋼板で、溶接入熱が20～100kJ/mmの優れた低温HAZ靱性を有する鋼板に関するものである。

【背景技術】

【0002】

近年、船舶、海洋構造物、中高層ビル、橋梁などの大型構造物に使用される溶接用鋼材の材質特性に対する要望は厳しさを増している。特にこれら構造物の中では、板厚50mmを超える厚手で母材の引張強度が570MPa級である鋼板の使用も多くなっている。

また、溶接の効率化を促進するため、このような厚手高強度鋼板の溶接には、エレクトロガス溶接法、エレクトロスラグ溶接法などに代表されるような大入熱溶接法による1パス溶接が検討されており、母材そのものの靱性と同様に、HAZ靱性の要求も厳しさを増している。

【0003】

大入熱溶接法が適用される鋼材のHAZ靱性に注目した提案は、これまで数多くなされてきた。例えば特許文献1等の開示されるように、微細なTi窒化物を鋼中に確保することによって、HAZのオーステナイト粒を小さくし、靱性を向上させる方法がある。また特許文献2では、Ti窒化物とMnSとの複合析出物をフェライトの変態核として活用し、HAZの靱性を向上させる方法が提案されている。さらに特許文献3では、Ti窒化物とBNとの複合析出物を粒界フェライトの析出核として活用し、HAZ靱性を向上させる方法が提案されている。

【0004】

しかしながらこのTi窒化物は、HAZのうち最高到達温度が1400℃を超える溶接金属との境界（以下、溶接ボンド部とも称する。）近傍では殆ど固溶してしまうので、靱性向上効果が低下してしまうという問題がある。そのため上記のようなTi窒化物を利用した鋼材では、近年のHAZ靱性に対する厳しい要求や、超大入熱溶接におけるHAZ靱性の必要特性を達成することが困難である。

【0005】

この溶接ボンド部近傍の靱性を改善する方法として、Ti酸化物を含有した鋼が厚板、形鋼などの様々な分野で使用されている。例えば厚板分野では、特許文献4や特許文献5に例示されているように、Ti酸化物を含有した鋼が大入熱溶接部靱性向上に非常に有効であり、高張力鋼への適用が有望である。この原理は、鋼の融点においても安定なTi酸化物をサイトとして、溶接後の温度低下途中にTi窒化物、MnS等が析出し、さらにそれらをサイトとして微細フェライトが生成し、その結果、靱性に有害な粗大フェライトの生成が抑制されて、靱性の劣化が防止できるというものである。

【0006】

しかしながらこのようなTi酸化物は、鋼中へ分散される個数をあまり多くすることができないという問題がある。その原因は、Ti酸化物の粗大化や凝集体であり、Ti酸化物の個数を増加させようとすれば5μm以上の粗大なTi酸化物、いわゆる介在物が増加してしまうためと考えられる。この5μm以上の介在物は、構造物の破壊の起点となったり、靱性の低下を引き起こしたりして、有害であるため回避すべきものである。そのため、さらなるHAZ靱性の向上を達成するためには、粗大化や凝集体が起りにくく、Ti酸化物よりも微細に分散する酸化物を活用する必要があった。

【0007】

また、このようなTi酸化物の鋼中への分散方法としては、Al等の強脱酸元素を実質的に含まない溶鋼中へのTi添加によるものが多い。しかしながら、単に溶鋼中にTiを

添加するだけでは鋼中のTi酸化物の個数、分散度を制御することは困難であり、さらには、TiN、MnS等の析出物の個数、分散度を制御することも困難である。そのため、Ti脱酸のみによってTi酸化物を分散させた鋼においては、例えばTi酸化物の個数が十分に得られないか、あるいは厚板の板厚方向の靱性が変動するといった問題があった。

【0008】

さらに、上記特許文献4などの方法では、Ti酸化物を生成しやすくするために、Al量の上限を0.007%という非常に少ない量で制限している。そのため、鋼材中のAl量が少ない場合、AlN析出物量の不足などの原因により、母材の靱性が低下する場合があった。また、通常使用されている溶接材料を用いてAl量の少ない鋼板を溶接した場合、溶接金属の靱性が低下する場合があった。

【0009】

このような問題に対して、特許文献6や特許文献7において、Ti添加直後のAl添加、あるいはAl、Ca複合添加で、生成するTi-Al複合酸化物やTi、Al、Caの複合酸化物を活用する技術が提案されている。このような技術により、大入熱溶接HAZ靱性を大幅に向上させることが可能となった。

【特許文献1】特公昭55-026164号公報

【特許文献2】特開平03-264614号公報

【特許文献3】特開平04-143246号公報

【特許文献4】特開昭61-079745号公報

【特許文献5】特開昭62-103344号公報

【特許文献6】特開平06-293937号公報

【特許文献7】特開平10-183295号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0010】

近年、特に造船業界において、板厚50～80mm、母材強度が引張強度で490～570MPa級の鋼板が適用されている。この厚手高強度鋼板を現行の製造方法で製造する場合、強度確保の点から合金元素を増量して焼入性を向上させる必要がある。この合金元素の増量による焼入性を、鋼材の溶接性と同時に化学成分的な焼入性を示す炭素当量(Ceq)で示した場合、強度確保にはCeqで0.36以上が必要となる。このCeqの値は溶接HAZの硬さと関係しており、この値が高れば高いほど溶接HAZも硬くなる。またこのような厚手鋼板の溶接では、作業の効率性から入熱20～100kJ/mmの大入熱溶接が適用される。

【0011】

従来はCeqがそれほど高くなかったため、上記の特許文献5～7記載の従来手法を適用することによりHAZ靱性は改善された。しかし、このようにCeqが0.36以上と高い場合では、HAZ硬さが高くなるため、従来手法の適用では特に溶接ボンド部近傍で十分なHAZ靱性が得られない。

【0012】

本発明は、Ceqが0.36以上0.42以下、板厚50～80mm、引張強度490～570MPa級の鋼板で、入熱20～100kJ/mmの大入熱溶接において優れたHAZ靱性を有する鋼材を提供することを目的とするものである。

【課題を解決するための手段】

【0013】

これまでHAZ靱性の向上手段として、前述のとおり、高温でのオーステナイト粒の成長を抑制することが考えられてきた。その手段として最も有効な方法は、分散粒子によりオーステナイトの粒界をピンニングし、粒界の移動を止める方法である。これは、溶接入熱が20～100kJ/mmと大入熱である場合においても、HAZの再加熱オーステナイト粒はピンニングにより極めて有効に細粒化する。

しかし、 Ceq が 0.36 以上の鋼材では HAZ の硬さがより高くなるため、再加熱オーステナイト粒がピンニングにより細粒化した場合であっても十分な HAZ 靱性が得られないという問題が新たに生じた。このように HAZ 部の硬さが高くなる場合では、地鉄そのものの靱性を向上させることが必要である。

【0014】

そこで発明者らは、 Ceq が 0.36 以上 0.42 以下と高い場合での HAZ 靱性改善に、地鉄そのものの靱性を改善する最適成分系を鋭意検討した。

マトリックスの靱性を高める元素としては従来から Ni が有効である。しかし、今回のように Ceq が 0.36 以上 0.42 以下と高い HAZ の靱性改善に有効かどうか、また有効である場合はどのような成分条件であれば有効かは知られていない。

【0015】

そこで、まず Ni 添加量の影響を検討した。検討にあたっては、母材強度確保に有効な Nb を 0.003% 以上添加することを前提とした。但し Nb は、0.01% より多く添加した場合、HAZ 中に $3 \sim 5 \mu m$ 以上の粗大な MA (Martensite-Austenite constituent) を生成し大入熱 HAZ 靱性を大きく低下させる場合があることから、その上限は 0.01% とした。

HAZ 靱性の評価には、図 1 に示すエレクトロガス溶接 (入熱 $45 kJ/mm$) 相当の熱サイクルを付与した時のシャルピー衝撃試験での延性・脆性遷移温度 ($vTrs$) を採用した。

【0016】

Ni 添加量の影響を検討した結果、まず Ni が 0.8% より少ない場合では必要な靱性が得られないことが判明した。また、Ni を 0.8% 以上添加した場合であっても、HAZ 靱性が改善されないものと、逆に HAZ 靱性が低下するものも見られた。そこで、さらに他の添加元素や Ceq との関係を含め鋭意検討した結果、このように Ceq が 0.36 以上 0.42 以下の場合では、図 2 に示すように、HAZ 靱性は Ceq と Ni/Mn とによって関係付けられることを見出した。

【0017】

図 2 は、検討に用いた鋼材の再現 HAZ 靱性 ($vTrs$) を Ceq 毎に層別し、 Ni/Mn 比を横軸としてプロットしたものである。図 2 から、 $Ni/Mn \geq 10 \times Ceq - 3$ …式 [1] の関係が成立つ鋼材において、 $vTrs$ で $-15^{\circ}C$ 以下の良好な靱性が得られた。

式 [1] を満たさない鋼材が十分な HAZ 靱性が得られない理由としては、Ni の添加量が十分ではなくマトリックス高靱化効果が小さいため、あるいは、Ni を多く含む場合であっても Mn の過剰添加により HAZ 中に MA 生成し、Ni の高靱化効果が消失されるためと考えられる。

なお、上記検討で用いた鋼材を入熱 $100 kJ/mm$ 相当の熱サイクルにて同様の検討を行なった結果、入熱 $100 kJ/mm$ の場合においても、式 [1] の関係にある鋼材においては良好な再現 HAZ 靱性が得られることを確認している。

【0018】

上述の検討により、HAZ 靱性は、式 [1] を満たす 0.8% 以上の Ni 添加により改善されることを見出したが、さらに発明者らは一層の HAZ 靱性改善を検討し、その方法として以下の 3 つを検討した。

第一に、大入熱溶接では高温滞留時間が長期化するためオーステナイト粒が粗大化し、これが HAZ 靱性を低下させることから、高温滞留時のオーステナイトの粗大化を抑制させる方法である。第二に、大入熱溶接では溶接後の冷却時間が長いためオーステナイト粒界から生成するフェライトの粗大化し、この粗大な粒界フェライトが HAZ 靱性低下の原因になることから、粒界フェライトの粗大化を抑制する方法である。第三に、HAZ 組織そのものを微細にさせる方法である。

【0019】

第一のオーステナイト粒の粗大化を抑制する方法に関しては、例えば特許文献 7 に記載

されているように、微細酸化物を分散させる方法が有効である。特許文献7では、微細酸化物の分散に、脱酸工程で溶鋼の溶存酸素量を S_i との平衡反応で調整し、さらにその後 Ti 、 Al 、 Ca の順序で脱酸するとしている。そしてこの方法により、円相当径が $0.005 \sim 0.5 \mu m$ の複合酸化物を、 $100 \sim 3000$ 個/ mm^2 分散させるとしている。

【0020】

そこで発明者らは、 Ceq が 0.36 以上 0.42 以下と高い場合で、かつ Ni を 0.8% 以上添加した系において、微細酸化物を分散させ HAZ 靱性を更に向上させる方法を鋭意検討した。

まず、微細酸化物を分散させる方法であるが、このような系においては、脱酸工程で溶鋼の溶存酸素量を $0.0010 \sim 0.0050\%$ に調整し、その後、まず Ti で脱酸し、引き続き Al で脱酸した後、さらに Ca 、 Mg 、 REM のうち1種以上を添加することで、円相当径が $0.005 \sim 0.5 \mu m$ の微細酸化物を $100 \sim 3000$ 個/ mm^2 分散させることが可能であることを見出した。

【0021】

また、この微細酸化物分散により、溶接での高温滞留時のオーステナイト粒粗大化が抑制され HAZ 靱性を更に改善させることできた。一例として、 Ni を適正添加したのみの HAZ 靱性と比較した結果を図3に示す。なお、 Ti 脱酸の前の溶存酸素量が 0.0050% を超える場合や脱酸元素の順番が異なる場合では、酸化物が粗大化し微細酸化物が十分に得られないため、オーステナイト粒の粗大化の抑制効果は殆ど得られない。

【0022】

また、円相当径が $0.005 \sim 0.5 \mu m$ の酸化物の個数は、母材となる鋼板から抽出レプリカを作製し、それを電子顕微鏡にて 10000 倍で 100 視野以上（観察面積にして $10000 \mu m^2$ 以上）を観察し、観察された $0.005 \sim 0.5 \mu m$ 径の各粒子において元素分析を行い、酸化物であるものカウントした。

【0023】

次に発明者らは、 HAZ 靱性向上方法として、上述の第二の方法、および第三の方法として記した、粒界フェライトの粗大化抑制、及び HAZ 組織の微細化を鋭意検討した。

その結果、 Ceq が 0.36 以上 0.42 以下と高い場合で、かつ Ni を 0.8% 以上添加した系で、特に今回のような $20 \sim 100 kJ/mm$ 相当の大入熱溶接をする場合には、 B の添加が有効であることが判明した。その理由は、粒界フェライトの粗大化抑制の点では、再加熱オーステナイト粒界に固溶 B が偏析することにより粒界フェライトの生成が抑制されるためである。

また、 HAZ 組織の微細化の点では、今回のような大入熱溶接で冷却速度が遅い場合には、 B 添加によりオーステナイト粒界に偏析する固溶 B の一部、およびオーステナイト粒内の介在物に B 窒化物が析出し、それを核とする数 μm の微細なフェライトがオーステナイト粒界および粒内に多数することにより HAZ 組織が微細化されるためである。

【0024】

B 添加による HAZ 靱性の改善を、 Ni を適正添加したのみの HAZ 靱性と比較した結果を図3に示す。 B 添加により HAZ 靱性がさらに向上していることが判る。さらに図3には、上述の微細酸化物を分散させる方法に加え B 添加させた場合での HAZ 靱性を示しているが、微細酸化物分散と B 添加により HAZ 靱性が一層向上している。

【0025】

また、強度確保や耐食性の向上の観点から、上記条件に加え、 Cu 、 Cr 、 Mo 、 V を添加した場合での HAZ 靱性も検討した。その結果、それぞれ $0.1 \sim 0.4\%$ 、 $0.1 \sim 0.5\%$ 、 $0.03 \sim 0.2\%$ 、 $0.005 \sim 0.050\%$ の範囲での添加であれば、 HAZ 靱性を大きく低下しないことが判明した。

【0026】

なお、本発明の鋼板の製造方法は特に制限されることはなく、公知の方法に従って製造すれば良い。例えば上記の好適成分組成に調整した溶鋼を連続铸造法でスラブとしたのち

、1000～1250℃に加熱してから、熱間圧延を施せばよい。

【0027】

本発明は、上記した知見に基づき完成されたものである。すなわち、本発明は下記の構成を要旨とする。

(1) 質量%で、

C : 0.03～0.14%、 Si : 0.01～0.30%、
Mn : 0.8～2.0%、 P : 0.02%以下、
S : 0.005%以下、 Ni : 0.8～4.0%、
Nb : 0.003～0.010%、 Al : 0.001～0.040%

を含有し、さらに、NiとMnが下式[1]を満たし、残部が鉄および不可避不純物であることを特徴とする大入熱溶接による溶接熱影響部の低温靱性に優れた厚手高強度鋼板。

$$Ni/Mn \geq 10 \times Ceq - 3 \quad \dots\dots\dots [1]$$

但し、 $Ceq = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15$

【0028】

(2) さらに質量%で、

Ca : 0.0005～0.0050%、 Mg : 0.0005～0.0050%、
REM : 0.005～0.030%

のうち1種または2種以上を含有し、かつ、

Ti : 0.005～0.030%、 O : 0.0010～0.0050%

を含有し、円相当径が0.005～0.5μmの複合酸化物を、100～3000個/m²含有することを特徴とする、上記(1)に記載の大入熱溶接による溶接熱影響部の低温靱性に優れた厚手高強度鋼板。

(3) さらに質量%で、

N : 0.0010～0.0100%、 B : 0.0005～0.0050%

を含有することを特徴とする、上記(1)または(2)に記載の大入熱溶接による溶接熱影響部の低温靱性に優れた厚手高強度鋼板。

(4) さらに質量%で、

Cu : 0.1～0.4%、 Cr : 0.1～0.5%、
Mo : 0.03～0.2%、 V : 0.010～0.050%

を1種または2種以上含有することを特徴とする、上記(1)～(3)のいずれか1項に記載の大入熱溶接による溶接熱影響部の低温靱性に優れた厚手高強度鋼板。

【発明の効果】

【0029】

本発明は、船舶、海洋構造物、中高層ビルなどの破壊に対する厳しい靱性要求を満足する鋼板を供給するものであり、この種の産業分野にもたらす効果は極めて大きく、さらに構造物の安全性の意味から社会に対する貢献も非常に大きい。

【発明を実施するための最良の形態】

【0030】

本発明で使用する鋼素材の組成限定理由について説明する。以下、組成における質量%は単に%で記す。

Cは、鋼の強度を向上させる有効な成分として下限を0.03%とし、また過剰の添加は、炭化物やMAを多量に生成しHAZ靱性を著しく低下させるので、上限を0.14%とした。

【0031】

Siは、母材の強度確保、脱酸などに必要な成分であり0.01%以上添加するが、HAZの硬化により靱性が低下するのを防止するため、上限を0.30%とした。

【0032】

Mnは、母材の強度、靱性の確保に有効な成分として0.8%以上の添加が必要であるが、溶接部の靱性、割れ性などの許容できる範囲で上限を2.0%とした。さらにMnの上限に関しては、Ceq、Mn量、およびNi量との関係を示す下式[1]を満たす必要

がある。これは、今回の検討で新たに見出した、 Ceq が高い場合で Mn の増加が HAZ 組織中に MA を多量に生成させる原因となり、 Ni による HAZ 靱性の向上効果を消失させるということに基づく。

$$Ni/Mn \geq 10 \times Ceq - 3 \quad \dots\dots\dots [1]$$

【0033】

P は、含有量が少ないほど望ましいが、これを工業的に低減させるためには多大なコストがかかることから、含有範囲を0.02%以下とした。

【0034】

S は、含有量が少ないほど望ましいが、これを工業的に低減させるためには多大なコストがかかることから、含有範囲を0.005%以下とした。

【0035】

Ni は、本発明で重要な元素であり、少なくとも0.8%の添加が必要である。さらに Ni の下限に関しては、 Ceq 、 Mn 量、および Ni 量との関係を示す下式[1]を満たす必要がある。上限に関しては、製造コストの観点から4.0%とした。

$$Ni/Mn \geq 10 \times Ceq - 3 \quad \dots\dots\dots [1]$$

【0036】

Nb は、焼き入れ性を向上させることにより母材の強度を向上させるために有効な元素であることから、0.003%以上添加する。但し、 Nb 添加により MA が生成しやすくなることから、上限を0.01%とした。

【0037】

Al は、重要な脱酸元素であり、下限値を0.001%とした。また、 Al が多量に存在すると鑄片の表面品位が劣化するため、上限を0.040%とした。

【0038】

Ca は、再加熱オーステナイト粒の粗大化抑制のために必要なピンニング粒子となる Ca 系酸化物を生成させるために、必要に応じて0.0005%以上添加する。しかし、過剰の添加は粗大介在物を生成させることから、0.0050%を上限とした。

【0039】

Mg は、再加熱オーステナイト粒の粗大化抑制のために必要なピンニング粒子となる Mg 系酸化物を生成させるために、必要に応じて0.0005%以上添加する。しかし、過剰な添加は粗大介在物を生成させることから、0.0050%を上限とした。

【0040】

REM は、再加熱オーステナイト粒の粗大化抑制のために必要なピンニング粒子となる REM 系酸化物を生成させるために、必要に応じて0.005%以上添加する。しかし、過剰な添加は粗大介在物を生成させることから、0.030%を上限とした。また、ここで述べる REM とは Ce および Ta であり、添加量は両者の総量である。

【0041】

Ti は、再加熱オーステナイト粒の粗大化抑制のために必要なピンニング粒子となる Ti 含有複合酸化物を生成させるため、必要に応じて0.005%以上添加する。しかし、過剰な添加は固溶 Ti 量を増加させ HAZ 靱性の低下を招くことから、0.030%を上限とした。

【0042】

O は、鋼中に微細酸化物を生成させるために0.0050%以下に抑える必要があるが、0.0010%未満では十分な酸化物が得られないため、その範囲を0.0010%以上0.0050%以下とした。

【0043】

N は、溶接後の冷却中にオーステナイト粒界および粒内に BN を生成させるために、必要に応じて添加量を調整する。 B と結合して B 窒化物を形成させるためには0.0010%以上添加が必要であるが、過剰な添加は固溶 N 量を増大させ HAZ 靱性の低下を招くことから、0.0100%を上限とした。

【0044】

Bは、固溶Bとして溶接後の冷却中にオーステナイト粒界に偏析させ粒界フェライトの生成を抑制するため、またオーステナイト粒界や粒内でBNを生成させるために、必要に応じて0.0005%以上添加する。しかし、過剰な添加は固溶B量を増大させ、HAZ硬さを大きく上昇させてHAZ靱性の低下を招くことから、0.0050%を上限とした。

【0045】

Cuは、鋼材の強度および耐食性を向上させるために、必要に応じて0.1%以上添加するが、0.4%を超えるとMAが生成しやすくなりHAZ靱性が低下することから、0.4%を上限とした。

【0046】

Crは、鋼材の耐食性を向上させるために、必要に応じて0.1%以上添加するが、過剰な添加はMA生成によるHAZ靱性の低下を招くことから、0.5%を上限とした。

【0047】

Moは、母材の強度および耐食性を向上させるために有効な元素であり、必要に応じて0.03%添加するが、過剰な添加はMA生成によるHAZ靱性の低下を招くことから、0.2%を上限とした。

【0048】

Vは、母材の強度を向上させるために有効な元素であり、必要に応じて0.005%添加するが、過剰な添加はMA生成によるHAZ靱性の低下を招くことから、0.050%を上限とした。

【実施例】

【0049】

表1に示す化学成分の溶鋼を連続铸造して鋼片を作製した。D23～D31に関してはTi投入前に溶鋼の溶存酸素をSiで0.0010～0.0050%に調整し、その後、まずTiで脱酸し、引き続きAlで脱酸した後、Ca, Mg, REMのいずれかを添加し脱酸した。これらを1100～1250℃で再加熱したあと、以下の2種類の圧延方法により板厚50～80mmの鋼板を製造した。

一つは、表面温度が750～900℃の温度範囲で圧延したあと、水冷後の板表面の温度が200～400℃の温度範囲内で復熱するまで水冷する方法（表2ではTMCPと記載）であり、もう一つは、熱間圧延したのち室温まで水冷し、500～600℃の範囲で焼戻す製造方法（表2ではDQ-Tと記載）である。

【0050】

表2に鋼板の製造条件、板厚、機械的性質を示す。またD23～D31に関しては、鋼板の任意の箇所において測定した、円相当径0.005～0.5μmの微細酸化物の個数を併記した。

酸化物の個数は、鋼板の任意の箇所から抽出レプリカを作製し、それを電子顕微鏡にて10000倍で100視野以上（観察面積にして10000μm²以上）を観察し、観察される0.005～0.5μm径の各粒子において元素分析を行い、酸化物であるものをカウントすることにより求めた。D23～D31のどの鋼材も、円相当径で0.01～0.5μmの微細酸化物が本発明範囲の100～3000個/mm²分散させている。

【0051】

これら鋼板に、溶接入熱量が20～100kJ/mmであるエレクトロガス溶接（EGW）あるいはエレクトロスラグ溶接（ESW）を用いて、鋼板を突き合せて立て向き1パス溶接を行った。そして、板厚中央部（t/2）に位置するHAZにおいて、FLから1mm離れたHAZとFLの2箇所にノッチを入れ、-40℃でシャルピー衝撃試験を行った。

【0052】

表2に溶接条件とHAZ靱性を併せて示す。ここでのシャルピー衝撃試験では、JIS 4号の2mmVノッチのフルサイズ試験片を用いた。また表2には、FL～HAZ 1mm間の旧オーステナイト粒径を併記した。ここで記載しているFL～HAZ 1mm間の旧オ

ーステナイト粒径は、板厚中央部（2/t）を中心とした板厚方向 2 mm と、F L ~ H A Z 1 mm を含む面に含まれる旧オーステナイト粒の粒径を断面法により測定した平均粒径である。なお、ここではネット状につながっている塊状フェライトを旧オーステナイト粒の粒界として測定を行なった。

【 0 0 5 3 】

D 1 ~ D 3 1 は本発明鋼である。鋼の化学成分が適正に制御されているために、所定の母材性能を満たしつつ、- 4 0 °C での大入熱 H A Z 靱性が良好である。また、微細酸化物を分散させた D 2 3 ~ D 3 1 は、F L ~ H A Z 1 mm 間の旧オーステナイト粒径が 2 0 0 μ m 以下と他のものより細粒になっており、- 4 0 °C での大入熱 H A Z 靱性が一層高くなっている。また、B を添加し H A Z 組織の微細化を図った D 2 3、D 2 5 の - 4 0 °C での大入熱 H A Z 靱性も高い値を示している。

一方、比較鋼の C 1 ~ 1 4 は、上式 [1] を満たすための十分な N i が含まれていないか、もしくは鋼の化学成分が適正に制御されているために、大入熱 H A Z 靱性が不十分である。

【 0 0 5 4 】

【表1】

区分	記号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Nb	Al	Ca	Mg	REM	Ti	O	N	B	Cu	Cr	Mo	V	Ceq	Ni/Mn	10×Ceq-3	判定*
焼明鋼	D1	0.04	0.14	1.3	0.008	0.002	1.6	0.006	0.015												0.36	1.23	0.6	○
	D2	0.04	0.18	0.8	0.008	0.002	2.8	0.006	0.015												0.36	3.50	0.6	○
	D3	0.07	0.18	1.4	0.007	0.002	0.9	0.006	0.015												0.36	0.64	0.6	○
	D4	0.07	0.06	0.8	0.006	0.002	2.4	0.006	0.014												0.36	3.00	0.6	○
	D5	0.10	0.20	1.1	0.007	0.002	1.1	0.004	0.015												0.36	1.00	0.6	○
	D6	0.13	0.06	0.9	0.007	0.003	1.2	0.005	0.014												0.36	1.33	0.6	○
	D7	0.06	0.20	1.4	0.007	0.002	1.3	0.005	0.012												0.38	0.93	0.8	○
	D8	0.06	0.23	1.1	0.006	0.003	2.1	0.005	0.014												0.38	1.91	0.8	○
	D9	0.09	0.16	1.2	0.007	0.003	1.4	0.006	0.015												0.38	1.17	0.8	○
	D10	0.12	0.12	1.0	0.007	0.002	1.4	0.005	0.014												0.38	1.40	0.8	○
	D11	0.13	0.15	0.9	0.006	0.002	1.5	0.006	0.015												0.38	1.67	0.8	○
	D12	0.06	0.15	1.4	0.007	0.002	1.6	0.005	0.014												0.40	1.14	1.0	○
	D13	0.06	0.23	1.1	0.007	0.002	2.4	0.005	0.014												0.40	2.18	1.0	○
	D14	0.09	0.22	1.3	0.008	0.002	1.4	0.005	0.014												0.40	1.08	1.0	○
	D15	0.13	0.20	1.0	0.007	0.002	1.6	0.005	0.014												0.40	1.60	1.0	○
	D16	0.12	0.23	0.9	0.007	0.003	2.1	0.006	0.015												0.41	2.33	1.1	○
	D17	0.13	0.18	1.0	0.006	0.002	1.7	0.005	0.014												0.41	1.70	1.1	○
	D18	0.12	0.16	1.1	0.008	0.002	1.5	0.005	0.014												0.40	1.36	1.0	○
	D19	0.14	0.12	0.9	0.008	0.003	1.9	0.005	0.014												0.42	2.11	1.2	○
	D20	0.06	0.15	1.4	0.007	0.002	1.6	0.005	0.014												0.40	1.14	1.0	○
	D21	0.06	0.11	1.2	0.007	0.002	1.7	0.006	0.015						0.0041	0.0012					0.40	1.42	1.0	○
	D22	0.06	0.23	1.1	0.007	0.002	1.8	0.005	0.014							0.0055	0.0023	0.2			0.40	1.64	1.0	○
	D23	0.06	0.17	1.3	0.008	0.004	1.8	0.005	0.014	0.0018			0.008	0.0019							0.40	1.38	1.0	○
	D24	0.06	0.17	1.4	0.008	0.004	1.6	0.005	0.014	0.0019			0.008	0.0019	0.0037	0.0008					0.40	1.14	1.0	○
	D25	0.06	0.12	1.2	0.007	0.002	2.1	0.006	0.015		0.0016		0.007	0.0017	0.0033	0.0009					0.40	1.75	1.0	○
	D26	0.06	0.15	1.0	0.007	0.002	2.6	0.005	0.014			0.0020	0.008	0.0020	0.0036	0.0011					0.40	2.60	1.0	○
	D27	0.06	0.12	1.2	0.007	0.002	1.8	0.006	0.015	0.0014			0.007	0.0017			0.3				0.40	1.50	1.0	○
	D28	0.06	0.23	1.0	0.007	0.002	1.9	0.005	0.014	0.0018			0.006	0.0030	0.0035	0.0009	0.2		0.017		0.40	1.90	1.0	○
	D29	0.06	0.17	1.2	0.008	0.004	1.8	0.005	0.014	0.0036			0.006	0.0046	0.0035	0.0009	0.3				0.40	1.50	1.0	○
	D30	0.06	0.12	1.2	0.007	0.002	1.7	0.006	0.015	0.0009			0.006	0.0028	0.0035	0.0009	0.2		0.05		0.40	1.42	1.0	○
	D31	0.06	0.12	1.2	0.007	0.002	1.9	0.006	0.015	0.0016			0.006	0.0023	0.0035	0.0009	0.2			0.037	0.41	1.58	1.1	○
比較鋼	G1	0.04	0.15	1.9	0.007	0.002	0.1	0.008	0.012												0.36	0.05	0.6	×
	G2	0.04	0.10	1.6	0.006	0.003	0.8	0.009	0.019												0.36	0.50	0.6	×
	G3	0.06	0.10	1.7	0.007	0.003	0.2	0.005	0.012												0.36	0.12	0.6	×
	G4	0.09	0.12	1.6	0.008	0.003	0.0	0.006	0.015												0.36	0.00	0.6	×
	G5	0.10	0.15	1.3	0.008	0.002	0.7	0.005	0.014												0.36	0.54	0.6	×
	G6	0.13	0.23	1.2	0.007	0.002	0.5	0.003	0.012												0.36	0.42	0.6	×
	G7	0.06	0.12	1.9	0.007	0.002	0.1	0.006	0.015												0.38	0.05	0.8	×
	G8	0.06	0.15	1.6	0.007	0.004	0.8	0.005	0.014												0.38	0.50	0.8	×
	G9	0.09	0.18	1.4	0.008	0.002	0.9	0.005	0.014												0.38	0.64	0.8	×
	G10	0.11	0.24	1.3	0.007	0.002	0.8	0.006	0.015												0.38	0.62	0.8	×
	G11	0.06	0.17	2.0	0.008	0.004	0.1	0.005	0.014												0.40	0.05	1.0	×
	G12	0.06	0.12	1.6	0.007	0.002	1.1	0.006	0.015												0.40	0.69	1.0	×
	G13	0.10	0.26	1.7	0.006	0.003	0.2	0.006	0.015												0.40	0.12	1.0	×
	G14	0.12	0.15	1.4	0.007	0.002	0.7	0.005	0.014												0.40	0.30	1.0	×

* Ni/Mn ≧ 10×Ceq-3を満たす場合は○、満たさないものは×を記す。

【0055】

【表 2】

区分	記号	製造方法	板厚(mm)	母材 (1/2部)		酸化物数 ²⁾ (個/mm ²)	突き合せ1115溶接条件 ³⁾ 溶接方法 入熱(kJ/mm)	FL~HAZ1mmの ⁴⁾ 平均γ粒径(μm)	HAZ靱性 ⁵⁾	
				引張強度(MPa)	降伏応力(MPa)				FL/VE-40 (J)	FL+1mm/VE-40 (J)
説明欄	D1	TMCP	60	576	476	232	EGW	480	140	128
	D2	TMCP	65	565	465	229	EGW	520	135	124
	D3	DQ-T	70	576	456	225	EGW	770	116	106
	D4	TMCP	60	576	476	232	EGW	660	123	113
	D5	DQ-T	55	604	484	238	EGW	605	127	117
	D6	TMCP	65	565	465	229	EGW	520	135	124
	D7	TMCP	70	560	460	220	EGW	770	116	106
	D8	TMCP	80	541	441	213	EGW	640	124	114
	D9	DQ-T	60	601	481	226	EGW	480	140	128
	D10	TMCP	65	570	470	223	EGW	715	119	109
	D11	TMCP	75	550	450	217	EGW	600	128	117
	D12	TMCP	80	545	445	209	EGW	640	124	114
	D13	TMCP	55	596	496	224	EGW	440	144	132
	D14	DQ-T	65	595	475	218	EGW	715	119	109
比較欄	D15	TMCP	70	566	466	213	EGW	770	116	106
	D16	TMCP	65	578	478	215	EGW	520	135	124
	D17	DQ-T	70	588	468	212	EGW	560	131	120
	D18	TMCP	75	556	456	211	EGW	600	128	117
	D19	TMCP	70	569	469	210	EGW	560	131	120
	D20	TMCP	80	545	445	209	EGW	880	110	100
	D21	DQ-T	70	585	465	214	EGW	770	116	106
	D22	TMCP	70	566	466	213	EGW	560	131	120
	D23	TMCP	65	574	474	218	EGW	180	207	189
	D24	DQ-T	60	605	485	221	EGW	39	214	196
	D25	TMCP	70	565	465	214	EGW	152	221	203
	D26	TMCP	80	545	445	209	EGW	185	204	187
	D27	TMCP	70	565	465	214	EGW	180	207	189
	D28	TMCP	65	575	475	218	EGW	167	213	195
	D29	TMCP	60	585	485	221	EGW	184	205	188
	D30	DQ-T	65	594	474	218	EGW	165	214	196
	D31	TMCP	60	586	486	220	EGW	184	205	188
	G1	TMCP	70	556	456	225	EGW	770	36	25
	G2	DQ-T	60	595	475	233	EGW	480	57	40
	G3	TMCP	75	544	444	224	EGW	600	46	32
	G4	TMCP	60	574	474	234	EGW	480	57	40
	G5	TMCP	60	576	476	232	EGW	480	57	40
	G6	TMCP	55	586	486	236	EGW	605	45	32
	G7	DQ-T	60	601	481	226	EGW	480	57	40
	G8	TMCP	60	580	480	227	EGW	480	57	40
	G9	TMCP	60	581	481	226	EGW	480	57	40
	G10	TMCP	60	580	480	227	EGW	480	57	40
	G11	DQ-T	70	585	465	214	EGW	770	36	25
	G12	TMCP	60	585	485	221	EGW	480	57	40
	G13	TMCP	70	564	464	215	EGW	560	49	34
	G14	TMCP	65	575	475	218	EGW	520	53	37

1) 板厚中心位置、YSとTSは試験片2本の平均値、-40℃でのシャルピー吸収エネルギー(vE-40)は試験片3本の平均値。

2) 鋼板の任意の箇所より抽出レブリカを作。電子顕微鏡にて10000倍で100視野以上(観察面積にして10000μm²以上)を観察。
円相当径0.005~0.05μmの粒子うち元素分析で酸化を含むものをカウントして1mm²あたりの個数に換算。

3) EGW: エレクトロガス溶接、ESW: エレクトロslag溶接、溶接入熱量は溶接全長での平均値、各溶接法で共通の溶接材料を使用。

4) 板厚中央部(2/1)を中心とした板厚方向2mmと、FL~HAZ1mmを含む面に含まれる旧オーステナイトの平均粒径。

断面法により測定。ネット状になっているフェライトを旧オーステナイト粒の境界として測定。

5) FLノッチはWMとHAZが等分になるように書き、各ノッチ位置でのvE-40は試験片3本の平均値。

【図面の簡単な説明】

【0056】

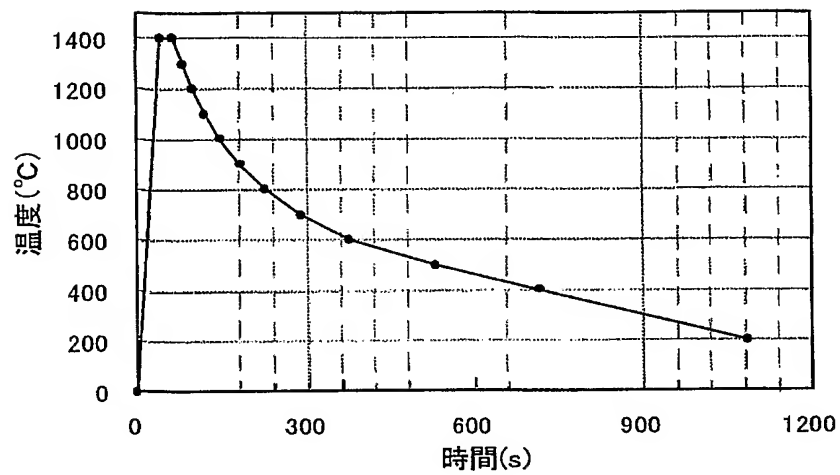
【図1】 45 kJ/mm相当の溶接熱サイクルを示す図である。

【図2】 Ni/MnとCe qと再現HAZ靱性との関係を示す図である。

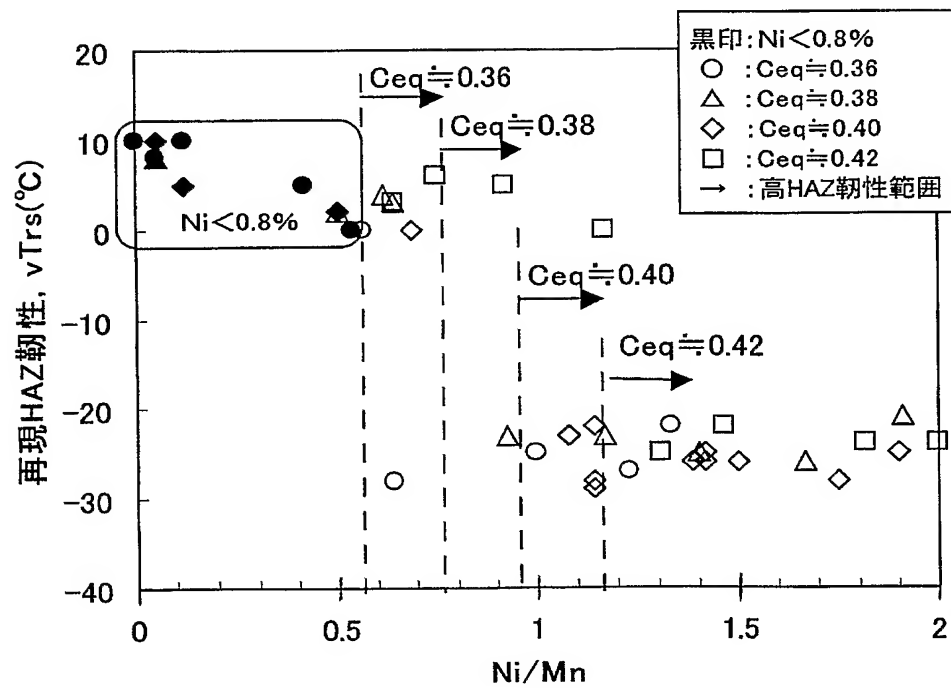
【図3】 微細酸化物分散またはB活用による再現HAZ靱性向上効果を示す図である。

【書類名】 図面

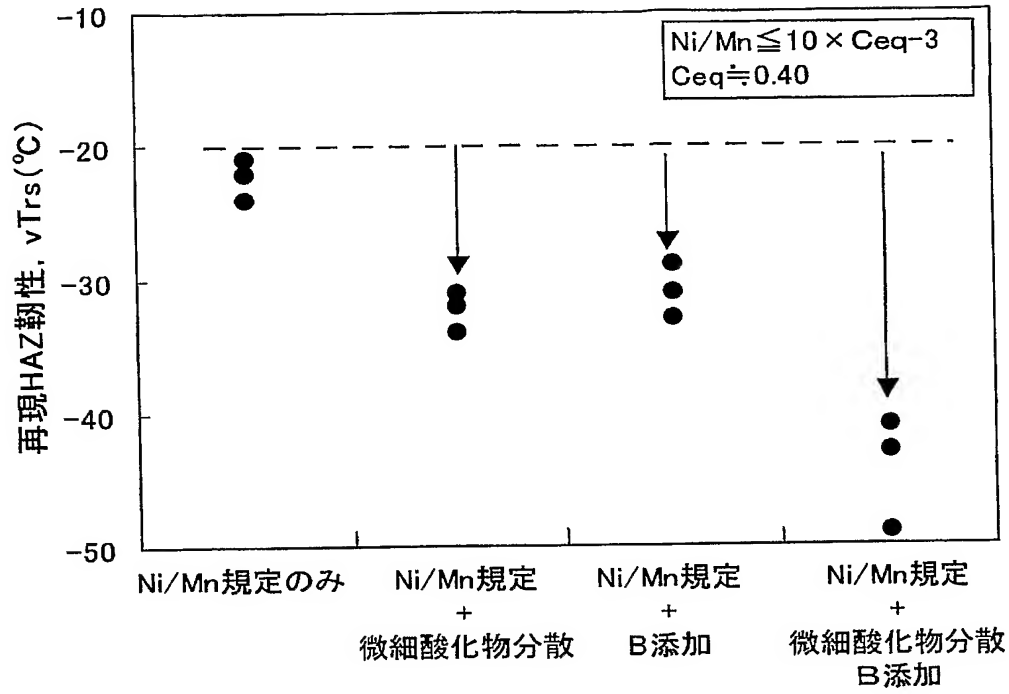
【図 1】



【図 2】



【図 3】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 溶接熱影響部の HAZ 靱性に優れた厚手高強度鋼板、特に板厚 50mm 以上、母材引張強度 490～570MPa 級で、溶接入熱 20～100KJ/mm の低温 HAZ 靱性を有する鋼板を得る。

【解決手段】 質量%で、C: 0.03～0.14%、Si: 0.01～0.30%、Mn: 0.8～2.0%、P: 0.02% 以下、S: 0.005% 以下、Ni: 0.8～4.0%、Nb: 0.003～0.010%、Al: 0.001～0.040% を含有し、Ni と Mn が下式 [1] を満たし、残部が鉄および不可避不純物であることを特徴とする大入熱溶接による溶接熱影響部の低温靱性に優れた厚手高強度鋼板。

$$\text{Ni} / \text{Mn} \geq 10 \times \text{Ce}_q - 3 \quad (0.36 < \text{Ce}_q < 0.42) \dots\dots [1]$$

$$\text{但し、} \text{Ce}_q = \text{C} + \text{Mn} / 6 + (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}) / 5 + (\text{Ni} + \text{Cu}) / 15$$

【選択図】 図 2

特願 2 0 0 4 - 1 1 3 2 7 8

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号 [0 0 0 0 0 6 6 5 5]

1. 変更年月日 1 9 9 0 年 8 月 1 0 日

[変更理由] 新規登録

住 所 東京都千代田区大手町 2 丁目 6 番 3 号

氏 名 新日本製鐵株式会社